

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 11-266044

(43)Date of publication of application : 28.09.1999

(51)Int.Cl.

H01L 43/08

G11B 5/39

H01F 10/08

(21)Application number : 10-327327

(71)Applicant : MATSUSHITA ELECTRIC IND CO
LTD

(22)Date of filing : 17.11.1998

(72)Inventor : KAWAWAKE YASUHIRO
SAKAKIMA HIROSHI
SATOMI MITSUO
SUGITA YASUNARI

(30)Priority

Priority number : 09314940 Priority date : 17.11.1997 Priority country : JP
09352614 22.12.1997
10 6681 16.01.1998 JP

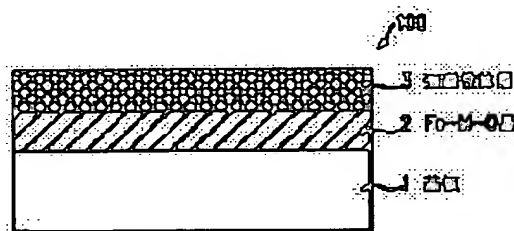
JP

(54) EXCHANGE COUPLING FILM, MAGNETORESISTANCE EFFECT ELEMENT, HEAD USING THE SAME AND MANUFACTURE THEREOF

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To improve thermal stability and to increase an MR ratio using an Fe-M-O layer as a magnetization rotation suppressing layer.

SOLUTION: An Fe-M-O layer 2 and a ferromagnetic layer 3 are successively laminated on a substrate 1 on an exchange coupling film 100, and the Fe-M-O layer 2 is used as a magnetization rotation suppressing layer with which an exchange bias magnetic field works on the ferromagnetic layer 3. The Fe-M-O layer 2 is formed by adding the third element to Fe-O which is a magnetic rotation suppressing layer, and it is defined that the atomic composition ratio of an Fe-M added metal and oxygen O is 1.2-1.6. By adding the third element M to Fe-M, which is a magnetization rotation suppressing layer, in such a manner that their atomic composition ratio becomes 1.2 to 1.6, the pin-locking effect of magnetization of a fixed layer can be improved. Besides, an Fe-M-O layer, in which a part of Fe atoms is replaced by the atoms such as Al, Ti, Co, Mn, Cr, Ni and V, etc., in an Fe-O layer which is an oxide layer of Fe, is used as the magnetization rotation suppressing layer.



LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

17.11.1998

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number] 3137288

[Date of registration] 08.12.2000

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2003 Japan Patent Office

EXCHANGE COUPLING FILM, MAGNETORESISTANCE EFFECT ELEMENT, HEAD USING THE SAME AND MANUFACTURE THEREOF

Patent Number: JP11266044
Publication date: 1999-09-28
Inventor(s): KAWAWAKE YASUHIRO; SAKAKIMA HIROSHI; SATOMI MITSUO; SUGITA YASUNARI
Applicant(s): MATSUSHITA ELECTRIC IND CO LTD
Requested Patent: ☐ JP11266044
Application Number: JP19980327327 19981117
Priority Number(s):
IPC Classification: H01L43/08; G11B5/39; H01F10/08
EC Classification:
Equivalents: JP3137288B2

Abstract

PROBLEM TO BE SOLVED: To improve thermal stability and to increase an MR ratio using an Fe-M-O layer as a magnetization rotation suppressing layer.

SOLUTION: An Fe-M-O layer 2 and a ferromagnetic layer 3 are successively laminated on a substrate 1 on an exchange coupling film 100, and the Fe-M-O layer 2 is used as a magnetization rotation suppressing layer with which an exchange bias magnetic field works on the ferromagnetic layer 3. The Fe-M-O layer 2 is formed by adding the third element to Fe-O which is a magnetic rotation suppressing layer, and it is defined that the atomic composition ratio of an Fe-M added metal and oxygen O is 1.2-1.6. By adding the third element M to Fe-M, which is a magnetization rotation suppressing layer, in such a manner that their atomic composition ratio becomes 1.2 to 1.6, the pin-locking effect of magnetization of a fixed layer can be improved. Besides, an Fe-M-O layer, in which a part of Fe atoms is replaced by the atoms such as Al, Ti, Co, Mn, Cr, Ni and V, etc., in an Fe-O layer which is an oxide layer of Fe, is used as the magnetization rotation suppressing layer.

Data supplied from the esp@cenet database - I2

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平11-266044

(43) 公開日 平成11年(1999) 9月28日

(51) IntCl.⁹

識別記号

F I

H 0 1 L 43/08

H 0 1 L 43/08

Z

G 1 1 B 5/39

G 1 1 B 5/39

H 0 1 F 10/08

H 0 1 F 10/08

A

審査請求 有 請求項の数27 O L (全 15 頁)

(21) 出願番号 特願平10-327327

(22) 出願日 平成10年(1998)11月17日

(31) 優先権主張番号 特願平9-314940

(32) 優先日 平 9 (1997)11月17日

(33) 優先権主張国 日本 (J P)

(31) 優先権主張番号 特願平9-352614

(32) 優先日 平 9 (1997)12月22日

(33) 優先権主張国 日本 (J P)

(31) 優先権主張番号 特願平10-6681

(32) 優先日 平10(1998) 1 月16日

(33) 優先権主張国 日本 (J P)

(71) 出願人 000005821

松下電器産業株式会社

大阪府門真市大字門真1006番地

(72) 発明者 川分 康博

大阪府門真市大字門真1006番地 松下電器

産業株式会社内

(72) 発明者 榎間 博

大阪府門真市大字門真1006番地 松下電器

産業株式会社内

(72) 発明者 里見 三男

大阪府門真市大字門真1006番地 松下電器

産業株式会社内

(74) 代理人 弁理士 山本 秀策

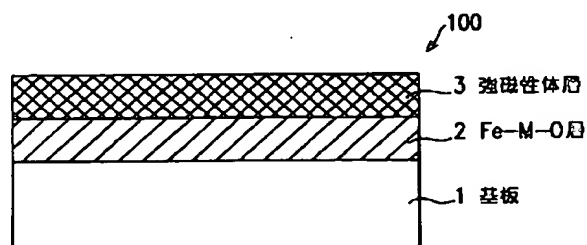
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 交換結合膜、磁気抵抗効果素子、磁気抵抗効果型ヘッドおよび磁気抵抗効果素子の製造方法

(57) 【要約】

【課題】 熱的安定性が良好であり、大きなMR比を示す交換結合膜、MR素子およびMRヘッドを得る。

【解決手段】 交換結合膜100は、基板1と多層膜とから成り、該多層膜は、強磁性体層3と該強磁性体層3に隣接して設けられ該強磁性体層3の磁化回転を抑制する磁化回転抑制層とを含んでおり、該磁化回転抑制層は、Fe-M-O層2 (M=Al、Ti、Co、Mn、Cr、Ni、V) とを含んでいる。



1

【特許請求の範囲】

【請求項 1】 基板と多層膜とから成り、
該多層膜は、強磁性体層と該強磁性体層に隣接して設けられ該強磁性体層の磁化回転を抑制する磁化回転抑制層とを含んでいる交換結合膜であって、
該磁化回転抑制層は、 $\text{Fe}-\text{M}-\text{O}$ 層 ($\text{M}=\text{Al}, \text{Ti}, \text{Co}, \text{Mn}, \text{Cr}, \text{Ni}, \text{V}$) とを含んでいる交換結合膜。

【請求項 2】 該磁化回転抑制層は、 $(\text{Fe}_{1-x}\text{Mx})_2\text{O}_3$ 層 ($\text{M}=\text{Al}, \text{Ti}, \text{Co}, \text{Mn}, \text{Cr}, \text{Ni}, \text{V}, 0.01 \leq x \leq 0.4$) を含んでいる、請求項 1 に記載の交換結合膜。

【請求項 3】 該磁化回転抑制層は、 NiO 層をさらに含んでいる、請求項 1 に記載の交換結合膜。

【請求項 4】 該磁化回転抑制層は、 $\text{Fe}-\text{M}'-\text{O}$ 層 ($\text{M}'=\text{Al}, \text{Ti}, \text{Co}, \text{Mn}, \text{Cr}, \text{Ni}, \text{V}$) をさらに含んでおり、
該 $\text{Fe}-\text{M}'-\text{O}$ 層と該 $\text{Fe}-\text{M}-\text{O}$ 層とは元素の組成が異なっている、請求項 1 に記載の交換結合膜。

【請求項 5】 該多層膜の表面粗さが概略 0.5 nm 以下である、請求項 1 に記載の交換結合膜。

【請求項 6】 該磁化回転抑制層の厚さは、 5 nm 以上 100 nm 以下である、請求項 1 に記載の交換結合膜。

【請求項 7】 該磁化回転抑制層の厚さは、 5 nm 以上 50 nm 以下である、請求項 6 に記載の交換結合膜。

【請求項 8】 該磁化回転抑制層と該強磁性体層とが形成された後、磁界中において $150^\circ\text{C}-350^\circ\text{C}$ で交換結合膜が熱処理されている、請求項 1 に記載の交換結合膜。

【請求項 9】 基板と多層膜とから成り、
該多層膜は、少なくとも 2 つの強磁性体層と非磁性層と該強磁性体層の 1 つの磁化回転を抑制する磁化回転抑制層とを含んでおり、
該強磁性体層は該非磁性層を挟んで積層されており、
該強磁性体層のうちの少なくとも 1 つは、該 1 つの該強磁性体層に対して該非磁性層の反対側に他方の該強磁性体層と接して設けられた該磁化回転抑制層によって磁化方向が固定された固定層であり、
該強磁性体層のうちの少なくとも 1 つは、磁化方向が自由に回転できる自由層であり、
該固定層の磁化方向と該自由層の磁化方向との相対角度の変化により電気抵抗が変化する磁気抵抗効果素子であって、
該磁化回転抑制層は、 $\text{Fe}-\text{M}-\text{O}$ 層 ($\text{M}=\text{Al}, \text{Ti}, \text{Co}, \text{Mn}, \text{Cr}, \text{Ni}, \text{V}$) を含んでいる磁気抵抗効果素子。

【請求項 10】 該磁化回転抑制層は、 $(\text{Fe}_{1-x}\text{Mx})_2\text{O}_3$ 層 ($\text{M}=\text{Al}, \text{Ti}, \text{Co}, \text{Mn}, \text{Cr}, \text{Ni}, \text{V}, 0.01 \leq x \leq 0.4$) を含んでいる、請求項 9 に記載の磁気抵抗効果素子。

2

【請求項 11】 該磁化回転抑制層は、 NiO 層をさらに含んでいる、請求項 9 に記載の磁気抵抗効果素子。

【請求項 12】 該磁化回転抑制層は、 $\text{Fe}-\text{M}'-\text{O}$ 層 ($\text{M}'=\text{Al}, \text{Ti}, \text{Co}, \text{Mn}, \text{Cr}, \text{Ni}, \text{V}$) をさらに含んでおり、
該 $\text{Fe}-\text{M}'-\text{O}$ 層と該 $\text{Fe}-\text{M}-\text{O}$ 層とは元素の組成が異なっている、請求項 9 に記載の磁気抵抗効果素子。

【請求項 13】 該多層膜の表面粗さが概略 0.5 nm 以下である、請求項 9 に記載の磁気抵抗効果素子。

【請求項 14】 該磁化回転抑制層の厚さは、 5 nm 以上 100 nm 以下である、請求項 9 に記載の磁気抵抗効果素子。

【請求項 15】 該磁化回転抑制層の厚さは、 5 nm 以上 50 nm 以下である、請求項 14 に記載の磁気抵抗効果素子。

【請求項 16】 該磁化回転抑制層と該強磁性体層とが形成された後、磁界中において $150^\circ\text{C}-350^\circ\text{C}$ で磁気抵抗効果素子が熱処理されている、請求項 9 に記載の磁気抵抗効果素子。

【請求項 17】 該多層膜は、基板上に第 1 の磁化回転抑制層と、第 1 の固定層と、第 1 の非磁性層と、強磁性体から成る自由層と、第 2 の非磁性層と、第 2 の固定層と、第 2 の磁化回転抑制層とを順次積層して成り、
該第 1 の磁化回転抑制層は、 $\text{Fe}-\text{M}-\text{O}$ 層 ($\text{M}=\text{Al}, \text{Ti}, \text{Co}, \text{Mn}, \text{Cr}, \text{Ni}, \text{V}$) を含んでおり、
該第 1 の磁化回転抑制層は、該第 1 の固定層の磁化方向を固定し、
該第 2 の磁化回転抑制層は、該第 2 の固定層の磁化方向を固定する、請求項 9 に記載の磁気抵抗効果素子。

【請求項 18】 該第 1 の磁化回転抑制層は、 $(\text{Fe}_{1-x}\text{Mx})_2\text{O}_3$ 層 ($\text{M}=\text{Al}, \text{Ti}, \text{Co}, \text{Mn}, \text{Cr}, \text{Ni}, \text{V}, 0.01 \leq x \leq 0.4$) を含んでいる、請求項 17 に記載の磁気抵抗効果素子。

【請求項 19】 該第 2 の磁化回転抑制層は、 NiO または $\text{Fe}-\text{M}-\text{O}$ 層 ($\text{M}=\text{Al}, \text{Ti}, \text{Co}, \text{Mn}, \text{Cr}, \text{Ni}, \text{V}$) のいずれかを含んでいる、請求項 17 に記載の磁気抵抗効果素子。

【請求項 20】 該自由層は、第 3 の非磁性層と、該第 3 の非磁性層を挟んで積層された 2 層以上の磁性層とを含む、請求項 9 に記載の磁気抵抗効果素子。

【請求項 21】 該自由層は、第 3 の非磁性層と、該第 3 の非磁性層を挟んで積層された 2 層以上の磁性層とを含む、請求項 17 に記載の磁気抵抗効果素子。

【請求項 22】 該固定層は、第 3 の非磁性層と、該第 3 の非磁性層を介して反強磁性的に交換結合した 2 つの磁性層とを含む、請求項 9 に記載の磁気抵抗効果素子。

【請求項 23】 該少なくとも一方の固定層は、第 3 の非磁性層と、該第 3 の非磁性層を介して反強磁性的に交換結合した 2 つの磁性層とを含む、請求項 17 に記載の

3

磁気抵抗効果素子。

【請求項 24】 請求項 9 に記載の磁気抵抗効果素子と、該磁気抵抗効果素子とシールド部とを絶縁するシールドギャップ部とを備えている磁気抵抗効果型ヘッド。

【請求項 25】 請求項 9 に記載の磁気抵抗効果素子と、
該磁気抵抗効果素子へ検知すべき磁界を導入するヨーク部とを備えている磁気抵抗効果型ヘッド。

【請求項 26】 基板と多層膜とから成り、
該多層膜は、少なくとも 2 つの強磁性体層と非磁性層と
該強磁性体層の磁化回転を抑制する磁化回転抑制層とを
10 含んでおり、
該少なくとも 2 つの強磁性体層は該非磁性層を挟んで積層されており、
該強磁性体層のうちの少なくとも 1 つは、該強磁性体層
に対して該非磁性層の反対側に該強磁性体層と接して設けられた該磁化回転抑制層によって、磁化方向が固定された固定層であり、
該強磁性体層のうちの少なくとも 1 つは、磁化方向が自由
20 に回転できる自由層であり、
該固定層の磁化方向と該自由層の磁化方向との相対角度の変化により電気抵抗が変化する磁気抵抗効果素子の製造方法であって、

基板上に該磁化回転抑制層を形成する第 1 工程と、
該磁化回転抑制層上に該固定層、該非磁性層および該自由層を順次積層する第 2 工程とを含んでおり、
該第 1 工程は、主な成分が $Fe-M-O$ ($M=Al, Ti, Co, Mn, Cr, Ni, V$) から成るターゲットをスパッタリングする工程を包含する磁気抵抗効果素子の製造方法。

【請求項 27】 基板上に第 1 の磁化回転抑制層と、第 1 の固定層と、第 1 の非磁性層と、強磁性体から成る自由層と、第 2 の非磁性層と、第 2 の固定層と、第 2 の磁化回転抑制層とを順次積層して成る多層膜を含み、
該第 1 の磁化回転抑制層は該第 1 の固定層の磁化方向を固定し、
該第 2 の磁化回転抑制層は該第 2 の固定層の磁化方向を固定し、
該第 1 の固定層の磁化方向および該第 2 の固定層の磁化方向と該自由層の磁化方向との相対角度の変化により電
40 気抵抗が変化する磁気抵抗効果素子の製造方法であって、

該基板上に該第 1 の磁化回転抑制層を形成する第 1 工程と、
該第 1 の磁化回転抑制層上に該第 1 の固定層、該第 1 の非磁性層、該自由層、該第 2 の非磁性層および該第 2 の固定層を順次積層する第 2 工程と、
該第 2 の固定層上に該第 2 の磁化回転抑制層を形成する第 3 工程とを含んでおり、
該第 1 工程および該第 3 工程は、主な成分が $Fe-M-$

4

O ($M=Al, Ti, Co, Mn, Cr, Ni, V$) から成るターゲットをスパッタリングする工程を包含する磁気抵抗効果素子の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は強磁性体の磁化方向を固定するための交換結合膜、それを用いて構成される低磁界で大きな磁気抵抗変化をおこす磁気抵抗効果素子、それを用いて構成される高密度磁気記録再生に適した磁気抵抗効果型ヘッドおよび磁気抵抗効果素子の製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】近年、ハードディスクドライブの高密度化は著しく、媒体に記録された磁化を読みとる再生磁気ヘッドの進歩も著しい。中でも巨大磁気抵抗効果を利用したスピンバルブと呼ばれる磁気抵抗効果素子（以下「MR 素子」という。）は、現在用いられている磁気抵抗効果型ヘッド（以下「MR ヘッド」という。）の感度を大幅に向上させるものとして盛んに研究されている。

【0003】MR 素子は、非磁性層を介して 2 つの強磁性体層が配置され、一方の強磁性体層（以下「固定層」ともいう。）の磁化方向を磁化回転抑制層による交換バイアス磁界で固定し（この時の強磁性体層と磁化回転抑制層とを合わせて「交換結合膜」という。）、他方の強磁性体層（以下「自由層」ともいう。）の磁化方向を外部磁界に応じて比較的自由に動かすことにより、固定層の磁化方向と自由層の磁化方向との相対角度を変化させて、電気抵抗の変化を生じさせるものである。

【0004】MR 素子に用いられる材料に関しては、強磁性体層として $NiFe$ 、非磁性層として Cu 、磁化回転抑制層として $Fe-Mn$ を用いたもので磁気抵抗変化率（以下「MR 比」という。）が約 2% のものが提案された（ジャーナル オブ マグネティズム アンド マグネティック マテリアルズ 93 第 101 頁（1991 年）（Journal of Magnetism and Magnetic Materials 93, p101, 1991））。このように、磁化回転抑制層として $FeMn$ を用いたものは MR 比が小さく、またブロッキング温度（磁化回転抑制層による固定層の磁化固定効果が無くなる温度）が十分高くなく、また $FeMn$ 自体の耐食性に難点があるので、 $FeMn$ 以外の種々の磁化回転抑制層を用いた MR 素子が提案されている。

【0005】中でも、 NiO や、 $\alpha-Fe_2O_3$ 等の酸化物を磁化回転抑制層として用いた MR 素子は、MR 比が 15% 以上と飛躍的に大きいものが期待できる。

【0006】

【発明が解決しようとする課題】しかしながら、 NiO はブロッキング温度が十分高くなく、このため、 NiO を用いた MR 素子の熱的安定性には問題がある。

5

【0007】また、 $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ から成る磁化回転抑制層を用いたMR素子は、その磁化回転抑制層の厚さが薄い場合は固定層の反転磁界が十分大きくならない。特にデュアルスピンバルブ構造を有するMR素子の場合や固定層上に $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ 層を形成した構造を有するMR素子の場合には、上部の $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ 層において固定層の反転磁界が十分大きくならないという傾向が顕著である。又、NiOと同様の熱的安定性の課題があり、さらに磁界中での成膜時や低温での磁界中熱処理における異方性制御の課題があり実用的でない。

【0008】本発明の目的は、熱的安定性が良好であり、大きなMR比を示す交換結合膜、MR素子、MRヘッドおよびMR素子の製造方法を得ることにある。

【0009】

【課題を解決するための手段】本発明に係る交換結合膜は、基板と多層膜とから成り、該多層膜は、強磁性体層と該強磁性体層に隣接して設けられ該強磁性体層の磁化回転を抑制する磁化回転抑制層とを含んでいる交換結合膜であって、該磁化回転抑制層は、 Fe-M-O 層 ($\text{M}=\text{Al}, \text{Ti}, \text{Co}, \text{Mn}, \text{Cr}, \text{Ni}, \text{V}$) とを含ん

【0010】該磁化回転抑制層は、 $(\text{Fe}_{1-x}\text{M}_x)_2\text{O}_3$ 層 ($\text{M}=\text{Al}, \text{Ti}, \text{Co}, \text{Mn}, \text{Cr}, \text{Ni}, \text{V}$, $0.01 \leq x \leq 0.4$) を含んでいてもよい。

【0011】該磁化回転抑制層は、NiO層をさらに含んでいてもよい。

【0012】該磁化回転抑制層は、 Fe-M'-O 層 ($\text{M}'=\text{Al}, \text{Ti}, \text{Co}, \text{Mn}, \text{Cr}, \text{Ni}, \text{V}$) をさらに含んでおり、該 Fe-M'-O 層と該 Fe-M-O 層とは元素の組成が異なっているともよい。

【0013】該多層膜の表面粗さが概略0.5nm以下であってもよい。

【0014】該磁化回転抑制層の厚さは、5nm以上100nm以下であってもよい。

【0015】該磁化回転抑制層の厚さは、5nm以上50nm以下であってもよい。

【0016】該磁化回転抑制層と該強磁性体層とが形成された後、磁界中において150℃-350℃で交換結合膜が熱処理されていてもよい。

【0017】本発明に係る磁気抵抗効果素子は、基板と多層膜とから成り、該多層膜は、少なくとも2つの強磁性体層と非磁性層と該強磁性体層の1つの磁化回転を抑制する磁化回転抑制層とを含んでおり、該強磁性体層は該非磁性層を挟んで積層されており、該強磁性体層のうちの少なくとも1つは、該1つの強磁性体層に対して該非磁性層の反対側に他方の該強磁性体層と接して設けられた該磁化回転抑制層によって磁化方向が固定された固定層であり、該強磁性体層のうちの少なくとも1つは、磁化方向が自由に回転できる自由層であり、該固定層の磁化方向と該自由層の磁化方向との相対角度の変化によ

6

り電気抵抗が変化する磁気抵抗効果素子であって、該磁化回転抑制層は、 Fe-M-O 層 ($\text{M}=\text{Al}, \text{Ti}, \text{Co}, \text{Mn}, \text{Cr}, \text{Ni}, \text{V}$) を含んでおり、これにより上記目的が達成される。

【0018】該磁化回転抑制層は、 $(\text{Fe}_{1-x}\text{M}_x)_2\text{O}_3$ 層 ($\text{M}=\text{Al}, \text{Ti}, \text{Co}, \text{Mn}, \text{Cr}, \text{Ni}, \text{V}$, $0.01 \leq x \leq 0.4$) を含んでいてもよい。

【0019】該磁化回転抑制層は、NiO層をさらに含んでいてもよい。

【0020】該磁化回転抑制層は、 Fe-M'-O 層 ($\text{M}'=\text{Al}, \text{Ti}, \text{Co}, \text{Mn}, \text{Cr}, \text{Ni}, \text{V}$) をさらに含んでおり、該 Fe-M'-O 層と該 Fe-M-O 層とは元素の組成が異なっているともよい。

【0021】該多層膜の表面粗さが概略0.5nm以下であってもよい。

【0022】該磁化回転抑制層の厚さは、5nm以上100nm以下であってもよい。

【0023】該磁化回転抑制層の厚さは、5nm以上50nm以下であってもよい。

【0024】該磁化回転抑制層と該強磁性体層とが形成された後、磁界中において150℃-350℃で磁気抵抗効果素子が熱処理されていてもよい。

【0025】該多層膜は、基板上に第1の磁化回転抑制層と、第1の固定層と、第1の非磁性層と、強磁性体から成る自由層と、第2の非磁性層と、第2の固定層と、第2の磁化回転抑制層とを順次積層して成り、該第1の磁化回転抑制層は、 Fe-M-O 層 ($\text{M}=\text{Al}, \text{Ti}, \text{Co}, \text{Mn}, \text{Cr}, \text{Ni}, \text{V}$) を含んでおり、該第1の磁化回転抑制層は、該第1の固定層の磁化方向を固定し、該第2の磁化回転抑制層は、該第2の固定層の磁化方向を固定してもよい。

【0026】該第1の磁化回転抑制層は、 $(\text{Fe}_{1-x}\text{M}_x)_2\text{O}_3$ 層 ($\text{M}=\text{Al}, \text{Ti}, \text{Co}, \text{Mn}, \text{Cr}, \text{Ni}, \text{V}$, $0.01 \leq x \leq 0.4$) を含んでいてもよい。

【0027】該第2の磁化回転抑制層は、NiOまたは Fe-M-O 層 ($\text{M}=\text{Al}, \text{Ti}, \text{Co}, \text{Mn}, \text{Cr}, \text{Ni}, \text{V}$) のいずれかを含んでいてもよい。

【0028】該自由層は、第3の非磁性層と、該第3の非磁性層を挟んで積層された2層以上の磁性層とを含んでいてもよい。

【0029】該自由層は、第3の非磁性層と、該第3の非磁性層を挟んで積層された2層以上の磁性層とを含んでいてもよい。

【0030】該固定層は、第3の非磁性層と、該第3の非磁性層を介して反強磁性的に交換結合した2つの磁性層とを含んでいてもよい。

【0031】該固定層は、第3の非磁性層と、該第3の非磁性層を介して反強磁性的に交換結合した2つの磁性層とを含んでいてもよい。

7

【0032】本発明に係る磁気抵抗効果型ヘッドは、請求項9に記載の磁気抵抗効果素子と、該磁気抵抗効果素子とシールド部とを絶縁するシールドギャップ部とを備えており、これにより上記目的が達成される。

【0033】本発明に係る他の磁気抵抗効果型ヘッドは、請求項9に記載の磁気抵抗効果素子と、該磁気抵抗効果素子へ検知すべき磁界を導入するヨーク部とを備えており、これにより上記目的が達成される。

【0034】本発明に係る磁気抵抗効果素子の製造方法は、基板と多層膜とから成り、該多層膜は、少なくとも2つの強磁性体層と非磁性層と該強磁性体層の磁化回転を抑制する磁化回転抑制層とを含んでおり、該少なくとも2つの強磁性体層は該非磁性層を挟んで積層されており、該強磁性体層のうちの少なくとも1つは、該強磁性体層に対して該非磁性層の反対側に該強磁性体層と接して設けられた該磁化回転抑制層によって、磁化方向が固定された固定層であり、該強磁性体層のうちの少なくとも1つは、磁化方向が自由に回転できる自由層であり、該固定層の磁化方向と該自由層の磁化方向との相対角度の変化により電気抵抗が変化する磁気抵抗効果素子の製造方法であって、基板上に該磁化回転抑制層を形成する第1工程と、該磁化回転抑制層上に該固定層、該非磁性層および該自由層を順次積層する第2工程とを含んでおり、該第1工程は、主な成分がFe-M-O (M=Al, Ti, Co, Mn, Cr, Ni, V) から成るターゲットをスパッタリングする工程を包含しており、これにより上記目的が達成される。

【0035】本発明に係る磁気抵抗効果素子の製造方法は、基板上に第1の磁化回転抑制層と、第1の固定層と、第1の非磁性層と、強磁性体から成る自由層と、第2の非磁性層と、第2の固定層と、第2の磁化回転抑制層とを順次積層して成る多層膜を含み、該第1の磁化回転抑制層は該第1の固定層の磁化方向を固定し、該第2の磁化回転抑制層は該第2の固定層の磁化方向を固定し、該第1の固定層の磁化方向および該第2の固定層の磁化方向と該自由層の磁化方向との相対角度の変化により電気抵抗が変化する磁気抵抗効果素子の製造方法であって、該基板上に該第1の磁化回転抑制層を形成する第1工程と、該第1の磁化回転抑制層上に該第1の固定層、該第1の非磁性層、該自由層、該第2の非磁性層および該第2の固定層を順次積層する第2工程と、該第2の固定層上に該第2の磁化回転抑制層を形成する第3工程とを含んでおり、該第1工程および該第3工程は、主な成分がFe-M-O (M=Al, Ti, Co, Mn, Cr, Ni, V) から成るターゲットをスパッタリングする工程を包含しており、これにより上記目的が達成される。

【0036】

【発明の実施の形態】以下本発明に係る交換結合膜、MR素子およびMRヘッドを図面に基いて説明する。

8

【0037】図1に本発明の交換結合膜100の構成を示す。図1では、基板1上にFe-M-O層2、強磁性体層3が順次積層されている。本発明の特徴は、強磁性体層3に交換バイアス磁界を作用させる磁化回転抑制層として、Fe-M-O層2を用いる点である。

【0038】本発明に係るFe-M-O層は、磁化回転抑制層であるFe-Oに、第三元素Mを添加したものであって、金属(FeとMを加えたもの)と酸素(O)の原子組成比が1.2~1.6であるものと定義する。

【0039】磁化回転抑制層であるFe-Oに第三元素Mを原子組成比が1.2~1.6となるように添加することにより、低温の熱処理で、固定層の磁化のピン止め効果が良くなる。原子組成比は、望ましくは1.35~1.55の範囲とする。

【0040】金属(FeとMを加えたもの)と酸素(O)の原子組成比が1.2~1.6の範囲外であると、固定層の磁化のピン止め効果は良くない。原子組成比が1.2以下ではピン止め効果が劣化する。原子組成比が1.6以上ではFe-M-O層が弱い強磁性体となりMRヘッドに用いる場合好ましくない。

【0041】次に、交換結合膜100を用いたMR素子についてより詳しく説明する。

【0042】図2に本発明のMR素子200の構成を示す断面図の一例を示す。図2では、基板1上に、Fe-M-O層2、固定層3、非磁性層4および自由層5が順次積層されている。強磁性体である固定層3の磁化方向は、Fe-M-O層2による交換バイアス磁界によりピン止めされている。一方の強磁性体である自由層5の磁化方向は、非磁性層4により、固定層3から磁的に分離されているので、MR素子200の外部からの磁界により比較的自由に動くことができる。

【0043】従って、固定層3の磁化方向と自由層5の磁化方向の角度が相対的に変化することにより、MR素子200の電気抵抗が変化する。MR素子200を磁気抵抗センサーとして用いるときは、MR素子200の外部からの磁界により生じた電気抵抗の変化を電気信号として読みとることができる。

【0044】本発明の特徴は、磁化回転抑制層として、Fe-M-O層2を用いる点である。従来例で述べたように、 α -Fe₂O₃を用いたMR素子は大きなMR比を示す。しかしながら、 α -Fe₂O₃を用いたMR素子では、固定層3のピン止め磁界の大きさが不十分で(特にデュアル構造や上に固定層がある構造とした場合の上部ピン止め用の α -Fe₂O₃層で著しい。)、かつ低温磁界中熱処理による特性改善が容易ではない。

【0045】この問題点を解決するために本発明では、磁化回転抑制層として、Feの酸化層であるFe-O層においてFe原子の一部をAl, Ti, Co, Mn, Cr, Ni, V等の原子で置換したFe-M-O層を用いる。

9

【0046】この時、金属（FeとMを加えたもの）と酸素（O）の原子組成比が概略1.2～1.6となっているのが望ましい。Fe原子の一部をAl、Ti、Mn、V等で置換すると、150℃から350℃程度の温度の熱処理後において、固定層3の磁化方向のピン止め効果がより大きくなる。又Fe原子の一部をCo、Ni等で置換すると、MR素子の作製時や熱処理後においてより大きなピン止め磁界を有するMR素子が得られる。

【0047】上記において特にMn、Coはより大きなMR比を得るのに有効である。より大きなピン止め磁界を得るのにはCoが特に有効である。より大きなピン止め磁界を得るのに望ましい組成は、

$$(\text{Fe}_{1-x}\text{M}_x)_2\text{O}_3 \quad (\text{M}=\text{Al}, \text{Ti}, \text{Co}, \text{Mn}, \text{Cr}, \text{Ni}, \text{V}, 0.01 \leq x \leq 0.4)$$

である。

【0048】xが小さすぎると効果がないし、あまり大きくすると、かえってピン止め効果が低下したりして良くない。また、Fe原子を上記したAl、Ti、Co、Mn、Cr、Ni、V以外の他の元素で置換するとフェリ磁性体となり、Fe-M-O層に自発磁化を発生させるので、問題がある。

【0049】Fe-M-O層2の厚さがあまり薄すぎると固定層3の磁化方向のピン止め効果が弱くなるため、Fe-M-O層2の厚さは少なくとも5nm以上は必要である。また、Fe-M-O層2の厚さが厚すぎると表面ができて、自由層5と固定層3との間に磁気的な結合が発生しやすくなるので、Fe-M-O層2の厚さは100nm以下、望ましくは50nm以下とするのがよい。この条件は特にデュアル構造のMR素子の場合に重要である。

【0050】なお、磁化回転抑制層は通常反強磁性体であるが、Fe-M-O層2の役割としては、固定層3の磁化方向を一定方向に固定できれば良く、磁化回転抑制層の全体が完全な反強磁性体とならなくてもよい。例えば磁化回転抑制層の一部が弱い強磁性体、常磁性体、フェリ磁性体となっても、固定層3の磁化方向の固定効果が有ればよい。

【0051】通常、MRヘッドの自由層5としては、Ni-Co-Fe合金が適している。Ni-Co-Fe層の原子組成比としては、 $\text{Ni}_x\text{Co}_y\text{Fe}_z$

$$0.6 \leq x \leq 0.9$$

$$0 \leq y \leq 0.4$$

$$0 \leq z \leq 0.3$$

のNi-richの軟磁性層、もしくは、 $\text{Ni}_{x'}\text{Co}_{y'}\text{Fe}_{z'}$

$$0 \leq x' \leq 0.4$$

$$0.2 \leq y' \leq 0.95$$

$$0 \leq z' \leq 0.5$$

のCo-rich層を用いるのが望ましい。これらの組成の層はセンサーやMRヘッド用として要求される低磁

10

歪特性（ 1×10^{-5} ）を有する。

【0052】また自由層5の他の材料としては、Co-Mn-B、Co-Fe-B、Co-Nb-Zr、Co-Nb-B等のアモルファス層、あるいはこのアモルファス層と上記のNi-Co-Fe層との積層膜でも良い。

【0053】自由層5の厚さは1nm以上10nm以下がよい。自由層5が厚いとシャント効果でMR比が低下する。自由層5が薄すぎると軟磁気特性が劣化する。より望ましくは2nm以上7nm以下がよい。

【0054】固定層3としては、CoまたはCo-Fe、Ni-Fe-Co合金等の材料が優れている。特にCoまたはCo-Fe合金が大きなMR比を得るのに良い。又大きな交換結合を得るにはNi-Fe、Ni-Fe-Co系が望ましい。従ってFe-M-O層2との界面にはNi系膜を、Cu等の非磁性層4との界面にはCo系膜を用いるのが望ましい。

【0055】固定層3の厚みは1nm以上10nm以下がよい。固定層3が厚すぎても薄すぎてもMR比が低下する。より望ましくは1nm以上5nm以下とするのがよい。

【0056】固定層3には非磁性層4を介して反強磁性的に交換結合した2つの磁性層より成る多層膜を用いても良い。具体的にはCo/Ru/Coがその一例としてあげられる。ただしこの時Ruの厚みは2つのCoが反強磁性的に交換結合する厚みとする必要があり、この場合は約0.6nmである。通常のMR素子ではMR素子が極めて小さくなった場合固定層3の端面に発生する磁極により自由層5に好ましくないバイアス磁界が印加される問題がある。固定層3を反強磁性的に交換結合した2つの磁性層よりなる構成とすることにより、バイアス磁界は自由層5には印加されず、上記の問題が解決される。

【0057】自由層5と固定層3との間の非磁性層4としては、Cu、Ag、Au、Ruなどがあるが、特にCuが優れている。非磁性層4の厚みは、強磁性体層（固定層3と自由層5）間の相互作用を弱くするために少なくとも0.9nm以上は必要である。また非磁性層4が厚くなるとMR比が低下してしまうので、非磁性層4の厚みは10nm以下、望ましくは3nm以下とするべきである。

【0058】また、MR比を更に大きくするために、強磁性体層（固定層3または自由層5）と非磁性層4の界面に界面磁性層を挿入するのも有効である。界面磁性層が厚いと、MR比の磁界感度が低下するので、界面磁性層の厚みは2nm以下、望ましくは1.8nm以下とする必要がある。またこの界面磁性層が有効に働くためには、少なくとも0.2nm上の厚みは必要であり、望ましくは0.8nm以上の厚みがよい。界面磁性層の材料としては、CoまたはCo高濃度のCo-Fe合金が優れている。

11

【0059】基板1としては、ガラス、 MgO 、 Si 、 Al_2O_3-TiC 基板等表面の比較的平滑なものを用いる。MRヘッドを作製する場合には、 Al_2O_3-TiC 基板が適している。

【0060】また、MR比を更に大きくする方法の一つとしては、自由層5の上に更に金属反射層を形成するのもよい。金属反射膜の材料としては、 Ag 、 Au などが優れている。

【0061】金属反射層が厚すぎるとシャント効果でMR比が低下するので、10nm以下、望ましくは3nm以下とするのがよい。また薄すぎると効果がないので少なくとも0.5nm以上の厚み、望ましくは1nm以上とするのがよい。

【0062】以上、図2の場合には、 $Fe-M-O$ 層2から順に積層する場合について述べたが、逆に基板上に直接または下地層を介して自由層5/非磁性層4/固定層3/ $Fe-M-O$ 層2の順に積層しても良い。この構造は、図2の構成に比べるとピン止め効果はやや小さくなるが、素子の構成によってはこのような構成が有効な場合があり、MR素子として用いることが可能である。

【0063】また以上は通常のMR素子の場合について説明したが、更に大きなMR比を得るためには図3に示すようなデュアルスピバルブの構成を有するMR素子300もよい。この場合、最上層の磁化回転抑制層6としては $Fe-M-O$ 層または NiO あるいはこれらの複合層（積層膜）を用いてもよい。望ましくはより大きなMR比を得るためには $Fe-M-O$ 層を用いるのが適当である。MR素子の電極形成やMRヘッド形成の観点からは $Fe-Mn$ 、 $Ni-Mn$ 、 $Pd-Mn$ 、 $Pt-Mn$ 、 $Ir-Mn$ 、 $Fe-Ir$ 等の金属反強磁性体を用いるのが適当である。この中では熱安定性の観点から $Pt-Mn$ が最もよい。 $Pt_{1-x}Mn_x$ 層の適当な組成としては、原子組成比で、 $0.4 \leq x \leq 0.6$ がよい。

【0064】一方、図3の構成例では $Fe-M-O$ 層2から構成する場合について説明したが、 $Fe-M-O$ 層2と磁化回転抑制層6とを逆に構成してもよい。

【0065】上記において NiO と $\alpha-Fe_2O_3$ を用いる場合は基板1上に NiO を形成し、 NiO 上に $\alpha-Fe_2O_3$ を形成し、固定層3は $\alpha-Fe_2O_3$ によりピン止めされているのが熱的安定性や膜の平坦性の観点から望ましい。更にこの場合 NiO 膜は10nm程度で良いが、 $\alpha-Fe_2O_3$ 膜はこれより厚いことが望ましい。

【0066】なお上述述べた各層の形成方法としては、スパッタリング法が適している。スパッタリング法としてはDCスパッタリング法、RFスパッタリング法、イオンビームスパッタリング法などがあるが、いずれの方法でも本発明のMR素子を作製できる。

【0067】以上述べたような本発明のMR素子を用いて、MRヘッドを構成することができる。図5にMRヘッド30の構成の一例を示す。図5を矢印Aの方向から

12

見た図が、図4であり、点線Bで示した平面で切った断面が図6に示してある。以下、図4を中心にして説明する。

【0068】図4ではMR素子部9は上部および下部のシールドギャップ14、11に挟まれるように構成されている。シールドギャップ材としては、 Al_2O_3 、 SiO_2 等の絶縁膜が使われる。シールドギャップ14、11の更に外側は上部および下部のシールド15、10があるがこれは $Ni-Fe$ 合金などの軟磁性膜が使われる。MR素子部9の磁区制御のために $Co-Pt$ 合金等のハードバイアス部12によるバイアス磁界を加える。ここでは、バイアスの印加方法としてはハード膜を用いる場合について説明したが、 $Fe-Mn$ 等の反強磁性体を用いた場合も同様である。MR素子部9はシールドギャップ11、14によってシールド10、15等と絶縁されており、リード部13を介して電流を流すことにより、MR素子部9の抵抗変化を読みとる。

【0069】またMRヘッドは読みとり専用ヘッドなので、通常書き込み用の誘導型ヘッドと組み合わせて用いられる。図6および図7には読みとりヘッド部32だけでなく、書き込みヘッド部31も併せて描かれている。図4にさらに書き込みヘッド部31を形成した場合の図が、図7Aである。書き込みヘッド部31としては、上部シールド15上に記録ギャップ層40を介して形成された上部コア16がある。

【0070】なお、図7Aでは従来のアバティッド接合（abutted junction）によるMRヘッド構造について説明したが、高密度化による狭トラック化に伴い、トラック幅41の規制がより精密にできる、図7Bに示したオーバーレイ（overlaid）構造を用いたMRヘッド構造も有効である。

【0071】次に、MRヘッド50の記録再生のメカニズムを図6を用いて説明する。図6に示すように、記録する際には、コイル17に流した電流により発生した磁束が、上部コア16と上部シールド15との間より漏れ、磁気ディスク21に記録することができる。MRヘッド30は、ディスク21に対して相対的に矢印cの方向に進むので、コイル17に流す電流を反転させることにより、記録磁化の方向23を反転させることができる。また、高密度化に伴い、記録長22が短くなるので、それとともない記録ギャップ長19を小さくする必要がある。

【0072】再生する場合には、磁気ディスク21の記録磁化部から漏れた磁束24が、シールド10、15に挟まれたMR素子部9に作用して、MR素子部9の抵抗を変化させる。MR素子部9には、リード部13を介して電流が流れているので、抵抗の変化を電圧の変化（出力）として読みとることができる。

【0073】図8は、本発明のMR素子を用いたヨーク型ヘッドの構成を示す。ヨーク型ヘッド80は、MR素

13

子部 9 とヨーク部 81 と絶縁膜部 82 と記録ポール部 18 と巻き線部 83 とを備えている。ヨーク部 81 と記録ポール部 18 とは記録再生ギャップ 20 を形成している。

【0074】次に、MRヘッドの製造方法は概略、図 9 のように説明できる。

【0075】すなわち、図 4 に示すように、まず、基板上に適当な処理を施した後、下部シールド膜 10 を形成する (S801)。さらに、下部シールドギャップ 11 を形成した後 (S802)、MR 素子部 9 を形成する (S803)。次に、MR 素子部 9 をパターンニングした後 (S804)、ハードバイアス部 12、リード部 13 を形成する (S805、S806)。次に上部シールドギャップ 14、上部シールド 15 を形成する (S807、S808)。この後、図 7A に示すような書き込みヘッド部 31 を形成して、MRヘッド 30 が完成する (S809)。

【0076】図 10 を参照して、S803 で説明した MR 素子部 9 の製造方法をさらに詳しく説明する。図 2 に示すように非磁性基板 1 上に Fe-M-O より成るターゲットをスパッタリングすることにより、Fe-M-O 層 2 が形成される (S901)。次に、Fe-M-O 層 2 上に、固定層 3、非磁性層 4 および自由層 5 が順次積層され、MR 素子部 9 が形成される (S902)。

【0077】なお、図 3 に示す MR 素子 300 を製造する場合は、自由層 5 上にさらに非磁性層 4、固定層 3 および磁化回転抑制層 6 が順次積層され、MR 素子部が形成される。

【0078】将来のハードディスクドライブの高密度化を考慮すると、記録波長を短くする必要性があり、そのためには図 4 に示したシールド間の距離 d (図 6 の距離 18) を短くする必要がある。そのためには図 4 から明らかな様に、MR 素子部 9 を薄くする必要がある、反強磁性体層を除いた MR 素子部 9 の膜厚は少なくとも 20 nm 以下とするのが望ましい。また本発明に係る反強磁性体である Fe-M-O 層 2 は絶縁体なので、絶縁体の一部として図 4 でシールドギャップ 11 の一部として存在する場合には、厚みに関する制限は少ない。しかし、Fe-M-O 層 2 が MR 素子部 9 の一部として存在する場合、なるべく薄いのが望ましく、40 nm 以下、望ましくは 20 nm 以下とするべきである。

【0079】また MR 素子部 9 においては、軟磁性膜の磁化反転時にバルクハウゼンノイズの発生を押さえるために、図 2、3 の自由層 5 の磁化容易軸は、検知すべき信号磁界方向に概略垂直となるように構成されているのがよい。

【0080】

【実施例】本発明の交換結合膜、MR 素子および MR ヘッドについて以下具体的な実施例を用いて説明する。

【0081】(実施例 1) 実施例 1 に示すような交換結

14

合膜の作製には、多元スパッタリング装置を用いた。ターゲットには、 Fe_2O_3 および $\text{Co}_{0.9}\text{Fe}_{0.1}$ を用いた。 Fe_2O_3 ターゲットの上に Ti_2O_3 のチップを置き ($\text{Fe}_{1-x}\text{Ti}_x$) O_3 膜を形成した。

【0082】真空チャンバー内を $1 \times 10^{-8} \text{ Torr}$ 以下まで排気した後、Ar ガスを約 0.8 mTorr になるように流しながら、ガラス基板上に、スパッタリング法を用いて図 1 の構成の交換結合膜 100 を作製した。各層の厚み等の試料の詳細は以下に示す。ここで、かっこ内は各層の厚みを nm 単位で示している。カソードとしては、 Fe_2O_3 の場合には rf カソードを用い、その他の場合には DC カソードを用いた。

【0083】作製した交換結合膜を、真空中約 80 kA/m (1 kOe) の磁界を印加しながら 250℃ の温度に 1 時間保持した。その後、室温で、振動試料型磁力計を用い、磁化曲線を測定した。

【0084】Al: ($\text{Fe}_{1-x}\text{Ti}_x$) O_3 (50) / $\text{Co}_{0.9}\text{Fe}_{0.1}$ (10) 測定された磁化曲線の形状を模式的に図 11 に示す。磁化回転抑制層の ($\text{Fe}_{1-x}\text{Ti}_x$) O_3 層は殆ど磁化がないので、 $\text{Co}_{0.9}\text{Fe}_{0.1}$ は交換結合膜 100 の磁化曲線を見ていることになる。図 11 の磁化曲線では原点より重心がシフトしているがこのシフト量を H_{ua} とする。シフト量 H_{ua} は、交換バイアスの強さを表している。また、磁化曲線の印加磁界軸との交点の幅の半分で、シフト量 H_c を定義する。シフト量 H_c も、酸化物の磁化回転抑制層を用いた場合には交換バイアス磁界により大きくなる傾向がある。

【0085】交換結合膜 100 の磁化曲線より求めた H_{ua} および H_c の値を図 12 に示す。横軸の x は、($\text{Fe}_{1-x}\text{M}_x$) O_3 における原子組成比 x を示す。しかも、 $M = \text{Ti}$ である。

【0086】図 12 より、Ti を導入することにより、 H_{ua} が増大していることがわかる。これは Ti の導入により、比較的低温の熱処理でも、一方向異方性が誘起されるようになったことを意味している。ただし、Ti を過度に導入すると逆に H_{ua} は低下している。

【0087】又、以上は ($\text{Fe}_{1-x}\text{Ti}_x$) O_3 膜の製膜方法として、 Fe_2O_3 ターゲットの上に Ti_2O_3 のチップを置く場合について説明したが、合金ターゲットを用いることも可能である。又、Ti のチップを Fe_2O_3 ターゲットの上におく方法でもよい。ただしこの場合には、原子組成比 ($\text{Fe} \div \text{Ti}$) / O が概略 1.2 ~ 1.6 となるように、スパッタガスとして Ar ガスだけでなく酸素ガスを混ぜるなどして、とくに注意する必要がある。

【0088】図 11 で、 $x > 0.4$ の組成領域で H_{ua} 、 H_c ともに大きく低下しているがこの原因の一つは、($\text{Fe}_{1-x}\text{Ti}_x$) O_3 層に磁化が発生し、フェリ磁性体となっている可能性がある。

【0089】原子組成比 ($\text{Fe} \div \text{Ti}$) / O が 1.2 ~

15

1. 6からずれている場合も磁化が発生する可能性があり、この時にも H_{ua} が低下する。また、 $(Fe_{1-x}Ti_x)_2O_3$ 膜が磁化を持つと、そこから磁束が発生し、交換結合膜100の利用に支障を来すことがある。

【0090】以上はTiを置換元素として添加した場合について説明したが、 $\alpha-Fe_2O_3$ 膜のFe原子をAl、Co、Mn、Cr、Ni、V等で置換した膜の試料A2も同様に作製した。また熱処理もTiの場合と同様に行った。

【0091】A2: $(Fe_{0.9}M_{0.1})_2O_3(50)/Co_{0.9}Fe_{0.1}(10)$

この交換結合膜の H_{ua} および H_c の値をAlと同様にして評価した。その結果を、(表1)に示す。

【0092】

【表1】

M (Fe置換金属)	H_{ua} (KA/m)	H_c (KA/m)
置換せず	0.1	12.0
Al	10.2	5.5
Co	7.7	6.2
Mn	13.5	7.6
Cr	8.4	4.4
Ni	4.3	9.2
V	3.9	8.8

【0093】(表1)に示すように、 Fe_2O_3 膜のFe原子をAl、Co、Mn、Cr、Ni、V等で置換することにより、 H_{ua} が増加していることがわかる。

【0094】また、同様に、比較例として、 Fe_2O_3 膜のFe原子をSn、Sb、Geで置換した交換結合膜100を作成した。ただしこの場合も $(Fe \div M)/O = 1.2 \sim 1.6$ (MはSn、Sb、Geの内いずれか)となるように組成を調整した。

【0095】この結果、 H_{ua} は増加せず、 H_c が低下しただけで、固定層である強磁性体層3のピン止め効果は低下した。

【0096】(実施例2) 実施例1と同様に、多元スパッタリング装置を用い、図2に示すようなMR素子を作製した。基板1としてSi基板を用い、磁化回転制御層として $Fe-Al-O$ 層2、固定層3の強磁性層としてCo、非磁性層4としてCu、自由層5として $Ni_{0.58}Fe_{0.20}Co_{0.12}$ を用いた。この場合、 $Fe-Al-O$ 層の原子組成比としては、 $Al/(Fe+Al) = 0.05/1$ とし、概略 $(Fe+Al)/O = 1.2 \sim 1.6$ となるようにした。各層の厚み等は以下のようにした。

【0097】B1: $Fe-Al-O(35)/Co(2)/Cu(2)/Ni_{0.68}Fe_{0.20}Co_{0.12}(5)$

このようにして作製したMR素子を実施例1と同様の方法で、250℃で30分熱処理した。

【0098】このようにして作製したMR素子B1のMR特性を室温で最高40kA/mの磁界を印加して、直流4端子法で評価した。その結果を表2に示す。比較の

16

ために、 $Fe-Al-O$ 層の代わりに Fe_2O_3 層を用い、全く同様に作成したMR素子の試料B0も、同様の方法でMR特性を評価した。

【0099】

【表2】

試料番号	磁化回転制御層	MR比	Hp
B0	Fe_2O_3	13.7	10
B1	$Fe-Al-O$	12.9	21

【0100】(表2)の試料のMR曲線は、概略、図13に示すような形となる。図13で最初マイナス側に大きな磁界を印加すると自由層5と固定層3の磁化方向はともに揃った方向を向く(a)。これより次第に磁界を減少させていき、+側に反転すると、まず自由層5の磁化方向が反転し、抵抗が上昇する(b)。更に外部磁界を増加させると、今度は固定層3の磁化方向も反転し、(c)の状態となり、抵抗は低下し、もとのレベルとなる。この反転磁界をHpとし、上記の試料について測定した結果を表2にMR比と併せて示す。

【0101】(表2)の結果より、本発明の試料B1は従来例の試料B0に比べて、MR比の点では遜色なく、かつ高いピン止め磁界HPを有していることがわかる。

【0102】また、試料B1と全く同様に、自由層5が非磁性層4を介した複数の磁性層からなる試料B2を作成する。

【0103】B2: $Fe-Al-O(35)/Co(2)/Cu(2)/Ni_{0.68}Fe_{0.20}Co_{0.12}(2)/Cu(1)/Ni_{0.68}Fe_{0.20}Co_{0.12}(2)$

試料B2を試料B1と同様の方法にて評価した。その結果、本発明の試料B2は、試料B1に比べてMR比やHpは殆ど変化がないが、自由層5の軟磁気特性が改善され、軟磁性層の保磁力が、約800A/mから400A/mまで下がった。このように、自由層5を非磁性層4を介して積層された2層以上の磁性層から構成することにより、自由層5の軟磁気特性を改善し、MR素子の磁界感度を向上させることができる。

【0104】また試料B1と全く同様に、固定層3としてCo(2)のかわりに反強磁性交換結合したCo(2)/Ru(0.6)/Co(2)を用いたB3: $Fe-Al-O(35)/Co(2)/Ru(0.6)/Co(2)/Ni_{0.68}Fe_{0.20}Co_{0.12}(5)$ を作製し、試料B1と同様の方法にて評価した。この本発明の試料B3は試料B1に比べてMR比は2.1%低下したが、Hpは40kA/m以上となり、かつ固定層3の端面に発生する磁極による自由層5へのバイアスの影響がまったく無いことがわかった。

【0105】次に本発明の試料B1および比較例の試料B0をMR素子9を用いて、図5に示すようなMRヘッド30を構成して、特性を評価した。この場合、基板としては Al_2O_3-TiC 基板を用い、シールド10、15材には $Ni_{0.8}Fe_{0.2}$ 合金を用い、シールドギャップ

17

11、14には Al_2O_3 を用いた。またハードバイアス部12には Co-Pt 合金を用い、リード部13を Au で構成した。また、自由層5の磁化容易方向が検知すべき信号磁界方向と垂直になるように、固定層3の磁化容易軸の方向が検知すべき信号磁界方向と平行になるように磁性層（自由層5および固定層3）に異方性を付与した。この方法は、MR素子を作成後、まず、磁界中270℃で熱処理して、固定層3の磁化容易軸の方向を規定した後、更に、180℃で熱処理して、自由層5の磁化容易軸の方向を規定して行った。

【0106】これらのMRヘッドに、センス電流として直流電流を流し、約3kA/mの交流信号磁界を印加して両ヘッドの出力を評価した。その結果、本発明の試料B1のMR素子を用いたMRヘッドの出力は、試料B0のMR素子を用いた従来のMRヘッドとほぼ同等であった。ただし、測定中15kA/mの直流磁界をいったん印加して取り除くと、比較例の試料B0を用いたMRヘッドは出力が不安定になったのに対し、本発明のB1を用いた磁気ヘッドは直流磁界印加後も出力が安定であった。

【0107】（実施例3）実施例2と同様の方法で、図2の構成のMR素子200を作成した。ただし、 $\text{Al}/(\text{Fe}+\text{Al})=0.1/1$ 、 $\text{Ti}/(\text{Fe}+\text{Ti})=0.1/1$ 、 $\text{Mn}/(\text{Fe}+\text{Co})=0.2/1$ 、 $\text{Cr}/(\text{Fe}+\text{Co})=0.2/1$ 、 $\text{Cr}/(\text{Fe}+\text{Cr})=0.1/1$ とした。この場合、磁化回転抑制層として、以下に示すような複合タイプのもも作成した。最後に付けたCu層は酸化防止膜である。

C1: $\text{Fe-Al-O}(20)/\text{Co}_{0.85}\text{Fe}_{0.15}(1)/\text{Ni}_{0.8}\text{Fe}_{0.2}(5)/\text{Cu}(1)$
 C2: $\text{Fe-Co-O}(20)/\text{Co}_{0.85}\text{Fe}_{0.15}(2)/\text{Cu}(2.2)/\text{Co}_{0.85}\text{Fe}_{0.15}(1)/\text{Ni}_{0.8}\text{Fe}_{0.2}/\text{Cu}(1)$
 C3: $\text{Fe-Cr-O}(20)/\text{Co}_{0.85}\text{Fe}_{0.15}(2)/\text{Cu}(2.2)/\text{Co}_{0.85}\text{Fe}_{0.15}(1)/\text{Ni}_{0.8}\text{Fe}_{0.2}(5)/\text{Cu}(1)$
 C4: $\text{NiO}(10)/\text{Fe-Al-O}(10)/\text{Co}_{0.85}\text{Fe}_{0.15}(2)/\text{Cu}(2.2)/\text{Co}_{0.85}\text{Fe}_{0.15}(1)/\text{Ni}_{0.8}\text{Fe}_{0.2}(5)/\text{Cu}(1)$
 C5: $\text{Fe-Ti-O}(10)/\text{Fe-Co-O}(10)/\text{Co}_{0.85}\text{Fe}_{0.15}(2)/\text{Cu}(2.2)/\text{Co}_{0.85}\text{Fe}_{0.15}(1)/\text{Ni}_{0.8}\text{Fe}_{0.2}(5)/\text{Cu}(1)$
 C6: $\text{Fe-Mn-O}(20)/\text{Co}_{0.85}\text{Fe}_{0.15}(2)/\text{Cu}(2.2)/\text{Co}_{0.85}\text{Fe}_{0.15}(1)/\text{Ni}_{0.8}\text{Fe}_{0.2}(5)/\text{Cu}(1)$
 C7: $\text{Fe-Ti-O}(10)/\text{Fe-Al-O}(10)/\text{Co}_{0.85}\text{Fe}_{0.15}(2)/\text{Cu}(2.2)/\text{Co}_{0.85}\text{Fe}_{0.15}(1)/\text{Ni}_{0.8}\text{Fe}_{0.2}(5)/\text{Cu}(1)$

18

C8: $\text{Fe}_2\text{O}_3(20)/\text{Co}_{0.85}\text{Fe}_{0.15}(2)/\text{Cu}(2.2)/\text{Co}_{0.85}\text{Fe}_{0.15}(1)/\text{Ni}_{0.8}\text{Fe}_{0.2}(5)/\text{Cu}(1)$

C9: $\text{NiO}/\text{Co}_{0.85}\text{Fe}_{0.15}(2)/\text{Cu}(2.2)/\text{Co}_{0.85}\text{Fe}_{0.15}(1)/\text{Ni}_{0.8}\text{Fe}_{0.2}/\text{Cu}(1)$

C10: $(\text{Fe}_{0.9}\text{Al}_{0.1})_2\text{O}_3(10)/\text{NiO}(10)/\text{Co}_{0.85}\text{Fe}_{0.15}(2)/\text{Cu}(2.2)/\text{Co}_{0.85}\text{Fe}_{0.15}(1)/\text{Ni}_{0.8}\text{Fe}_{0.2}/\text{Cu}(1)$

作成したMR素子を実施例1と同様の方法で250℃で30分間熱処理した。

【0108】実施例2と全く同様の方法でMR特性を評価した。その結果を表3に示す。

【0109】

【表3】

試料番号	MR比	Hp
C1	13.7	12.2
C2	16.2	38.5
C3	13.8	15.5
C4	12.9	23.5
C5	16.0	36.0
C6	17.0	22.5
C7	15.1	25.3
C8	6.3	7.6
C9	3.8	5.4
C10	13.3	17.7

【0110】以上示したように、本発明の試料C1-C7およびC10は、従来例の試料C8、C9に比べて、交換バイアス磁界Hpが大きいため、磁化の反平行状態を実現できやすく、MR比が大きくなる。特にMR比では Fe-Mn-O 層、 Fe-Co-O 層が有効である。また試料C1およびC10に比べて試料C2-C7はHpが大きいため、特にHpでは Fe-Co-O 層が有効である。

【0111】以上は本発明のMR素子について説明したが、上記実施例から、MR素子を構成する交換結合膜においても、本発明の交換結合膜は、従来の交換結合膜よりも優れた交換バイアス特性を示すことは明らかである。

【0112】（実施例4）実施例1と同様の方法で、図3に示すデュアルスピバルブ膜のMR素子300を作成した。

【0113】この場合、概略、 $\text{Al}/(\text{Fe}+\text{Al})=0.05/1$ 、 $(\text{Fe}+\text{Al})/0=1.2\sim 1.6$ 、 $\text{Ti}/(\text{Fe}+\text{Ti})=0.05/1$ 、 $(\text{Fe}+\text{Ti})/0=1.2\sim 1.6$ 、 $\text{Mn}/(\text{Fe}+\text{Mn})=0.2/1$ 、 $\text{Co}/(\text{Fe}+\text{Co})=0.2/1$ とした。

D1: $\text{Fe}_2\text{O}_3(30)/\text{Co}(3)/\text{Cu}(2.5)/\text{Co}(1)/\text{Ni}_{0.8}\text{Fe}_{0.2}/\text{Co}(1)/\text{Cu}(2.5)/\text{Co}(3)/\text{Ir-Mn}(8)$

D2: $\text{Fe-Al-O}(30)/\text{Co}(3)/\text{Cu}(2.5)/\text{Co}(1)/\text{Ni}_{0.8}\text{Fe}_{0.2}(5)/\text{Co}$

19

(1) / Cu (2.5) / Co (3) / Ir-Mn (8)

D3: Fe-Al-O (30) / Co (3) / Cu (2.5) / Co (1) / Ni_{0.8}Fe_{0.2} (5) / Co (1) / Cu (2.5) / Co (3) / Fe-Co-O (30)

D4: Fe-Mn-O (30) / Co (3) / Cu (2.5) / Co (1) / Ni_{0.8}Fe_{0.2} (5) / Co (1) / Cu (2.5) / Co (3) / Fe-Co-O (30)

D5: NiO (10) / Fe-Co-O (20) / Co (3) / Cu (2.5) / Co (1) / Ni_{0.8}Fe_{0.2} / Co (1) / Cu (2.5) / Co (3) / Fe-Co-O (30)

D6: Fe-Ti-O (30) / Co (3) / Cu (2.5) / Co (1) / Ni_{0.8}Fe_{0.2} / Co (1) / Cu (2.5) / Co (3) / Ir-Mn (8)

D7: Fe-Ti-O (30) / Co (3) / Cu (2.5) / Co (1) / Ni_{0.8}Fe_{0.2} (5) / Co (1) / Cu (2.5) / Co (3) / Fe-Ti-O (30)

D8: Fe-Ti-O (30) / Co (3) / Cu (2.5) / Co (1) / Ni_{0.8}Fe_{0.2} (5) / Co (1) / Cu (2.5) / Co (3) / Fe-Co-O (30)

D9: Fe-Ti-O (30) / Co (3) / Cu (2.5) / Co (1) / Ni_{0.8}Fe_{0.2} (5) / Co (1) / Cu (2.5) / Co (3) / NiO (30)

D11: Fe-Al-O (30) / Co (3) / Cu (2.5) / Co (1) / Ni_{0.8}Fe_{0.2} (5) / Co (1) / Cu (2.5) / Co (3) / PtMn (20)

以上のMR素子に関して、実施例1と同様の方法で熱処理した後、実施例2と同様の方法でMR効果を測定した。その結果を表4に示す。

【0114】

【表4】

試料番号	MR比
D1	13.5
D2	20.5
D3	23.9
D4	28.0
D5	28.0
D6	20.3
D7	20.8
D8	26.2
D9	21.5
D10	23.6
D11	19.9

【0115】従来例の試料D1に比べて、本発明の実施例のMR素子の試料D2-D10は大きなMR比を示す。

20

【0116】これは図3でFe-M-O層2の磁化回転抑制層のピン止め効果が大きいため固定層3の磁化方向が固定され、自由層5との間で磁化の反平行状態が良く実現されるためと考えられる。また試料D2、D6、D11はMR比がやや小さいが試料D3-D5、試料D7-D9に比べて磁化回転抑制層6のピン止め効果が大きい。

【0117】また、試料D3と全く同様にして、自由層5が非磁性層4を介した3層の磁性層からなるタイプの以下に示すMR素子を作成した。

D10: Fe-Al-O (30) / Co (3) / Cu (2.5) / Co (1) / Ni_{0.8}Fe_{0.2} (1.5) / Cu (0.6) / Ni_{0.8}Fe_{0.2} (1.5) / Cu (0.6) / Ni_{0.8}Fe_{0.2} (1.5) / Co (1) / Cu (2.5) / Co (3) / Fe-Co-O (30)

試料D10を試料D3と同様の方法にて評価した。その結果、本発明の試料D10は、試料D3に比べてMR比やHpは殆ど変化がないが、自由層5の軟磁気特性が改善され、軟磁性層の保磁力が、約800 A/mから250 A/mまで下がった。このように、自由層5を非磁性層4を介して積層された2層以上の磁性層から構成することにより、自由層5の軟磁気特性を改善し、MR素子の磁界感度を向上させることができる。

【0118】また試料D11と全く同様にして固定層としてCo (3) のかわりに反強磁性結合したCo (2) / Ru (0.7) / Co (3) を用いた下記のD12を作成し、試料D11と同様に評価したところ、MR比は、3.5%低下したが、HpはD11の約3倍となった。

D12: Fe-Al-O (30) / Co (2) / Ru (0.7) / Co (3) / Cu (2.5) / Co (1) / Ni_{0.8}Fe_{0.2} (5) / Co (1) / Cu (2.5) / Co (3) / Ru (0.7) / Co (2) / Pt-Mn (20)

【0119】(実施例5) まず、ガラス基板を様々な条件でイオンビームを用いて表面処理し、表面粗さを変化させた。この様にして処理したガラス基板上に実施例2と全く同様の方法で、以下に示すMR素子を作製した。

【0120】E: Fe-Co-O (8) / Co_{0.85}Fe_{0.15} (2) / Cu (2) / Ni_{0.68}Fe_{0.20}Co_{0.12} (3)

作成した試料の表面粗さとMR比を表5に示す。この場合の表面粗さは、STM (Scanning Tunneling microscope) を用いて評価した。10mm角の試料の表面上で、無作為に10nm×10nmのエリアを10カ所選び、各エリアで最も高い点と低い点の差をそのエリアの表面粗さとし、それを10カ所で平均してその試料の表面粗さとした。

【0121】

【表5】

表面粗さ(nm)	MR比(%)
0.38	13.3
0.45	12.9
0.52	8.6
0.68	4.3
1.22	2.7

【0122】表5の結果から、表面粗さが0.5nm以下のものは大きなMR比を示すことが分かる。

【0123】（実施例6）実施例4で前述した試料D7を用いて図8に示したヨーク型MRヘッド80を作製した。

【0124】この場合図8の絶縁膜17にはプラズマ酸化法で作製した厚さ2nmのAl-O超薄膜を用いた。又ヨーク部16には高透磁率のCo-Nb-Zr系アモルファス合金膜を用いた。このようにして作製したヨーク型MRヘッドの出力と、MR素子として実施例5の試料D1を用いて、全く同様の方法で作成したMRヘッドとの出力を比較したところ約+3dbの出力アップが実現されることがわかった。

【0125】

【発明の効果】本発明の酸化物の磁化回転抑制層を用いた交換結合膜は従来のものに比べて大きな交換バイアス磁界を強磁性体に与える。その結果、固定層の磁化方向が安定し、熱的安定性が良好で大きなMR比を示す交換結合膜、MR素子およびMRヘッドを得ることができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】本発明の交換結合膜の断面の模式図。

【図2】本発明のMR素子の断面の模式図。

【図3】本発明の別のMR素子の断面の模式図。

【図4】本発明のMRヘッドの断面図の一例を示す図。*

22

*【図5】本発明のMRヘッドの立体図。

【図6】本発明のMRヘッドと磁気ディスクの一断面図。

【図7A】本発明の記録ヘッド一体型MRヘッドの一断面図。

【図7B】本発明の他のMRヘッドの一断面図。

【図8】本発明のさらに他のMRヘッドの断面図。

【図9】本発明のMRヘッドの製造工程を示すフローチャートの一例。

【図10】本発明のMR素子部9の製造工程を示すフローチャートの一例。

【図11】本発明の交換結合膜の磁化曲線の一例を示す図。

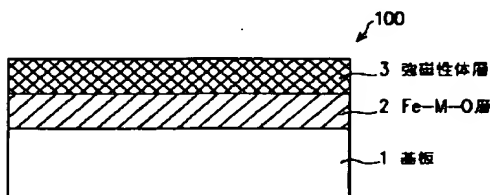
【図12】 $(\text{Fe}_{1-x}\text{Ti}_x)_2\text{O}_3(50)/\text{Co}_{0.9}\text{Fe}_{0.1}(10)$ 膜のHcとHuaのx依存性を示す図。

【図13】本発明のMR素子のMR曲線の一例を示す図。

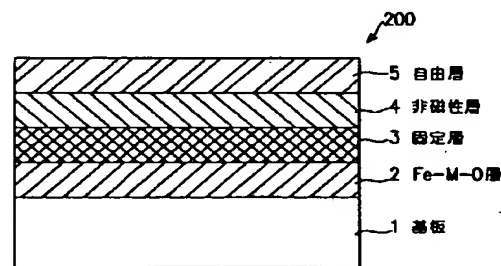
【符号の説明】

- 1 基板
- 2 Fe-M-O層
- 3 強磁性体層（固定層）
- 4 非磁性層
- 5 自由層
- 6 磁化回転抑制層
- 9 MR素子部
- 10 下部シールド
- 11 下部シールドギャップ
- 12 ハードバイアス部
- 13 リード部
- 14 上部シールドギャップ
- 15 上部シールド

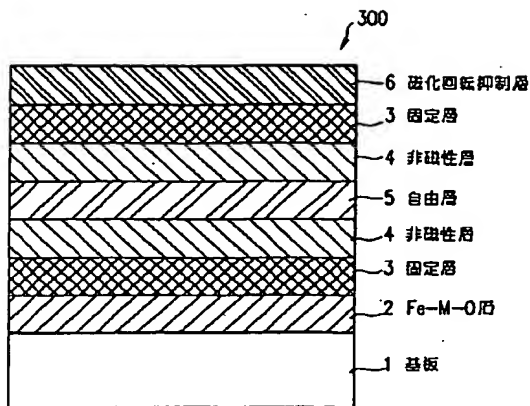
【図1】



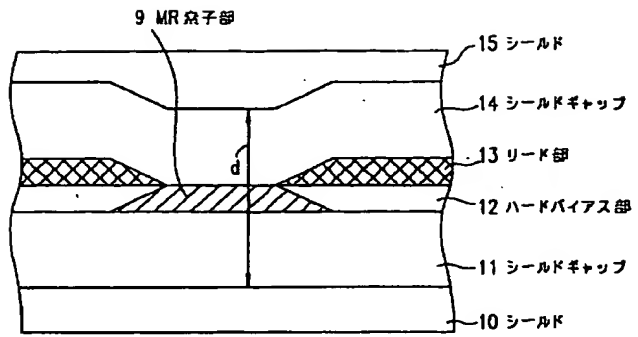
【図2】



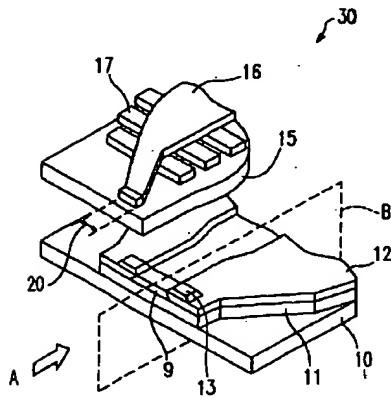
【図 3】



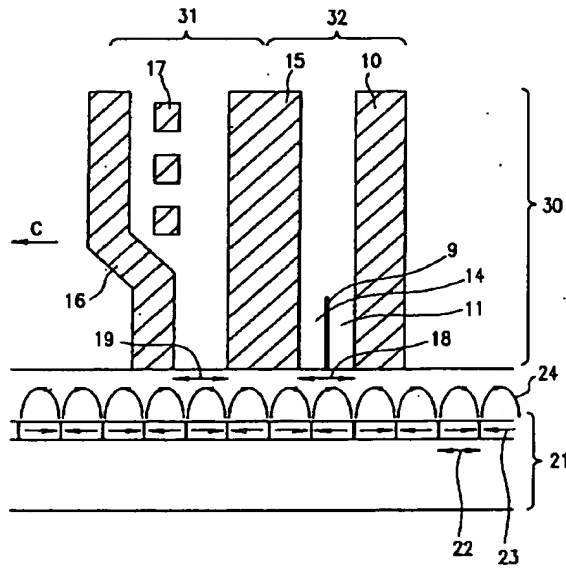
【図 4】



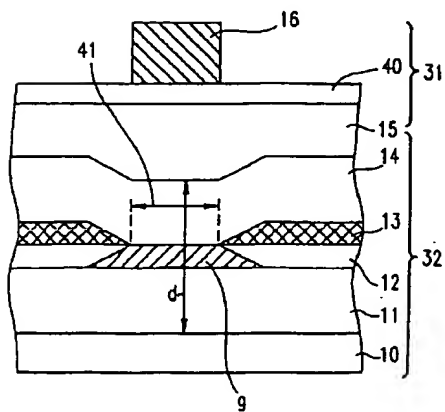
【図 5】



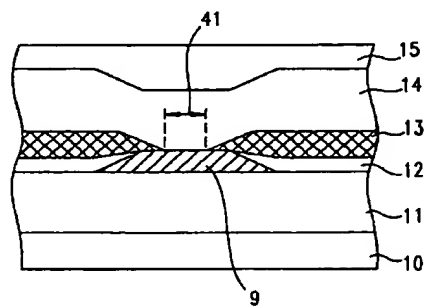
【図 6】



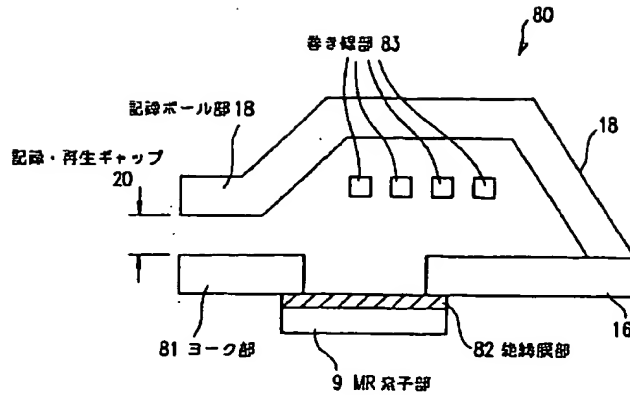
【図 7 A】



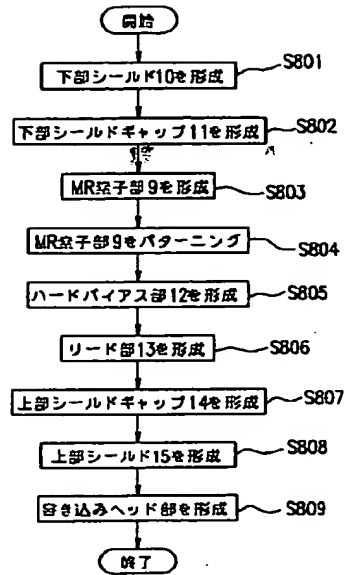
【図 7 B】



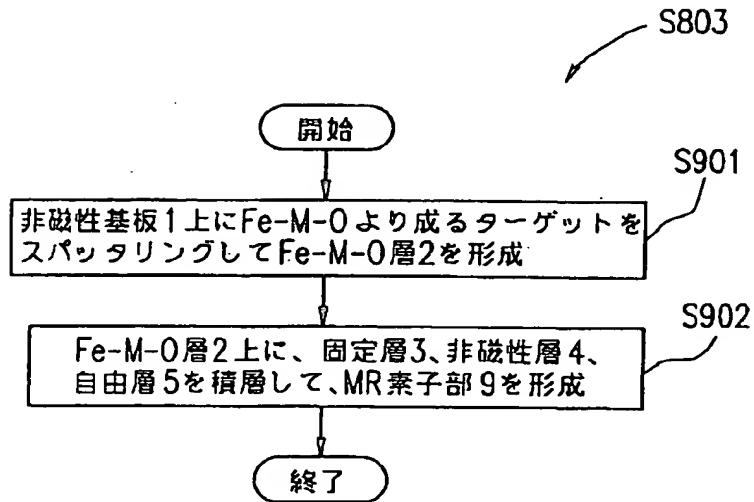
【図 8】



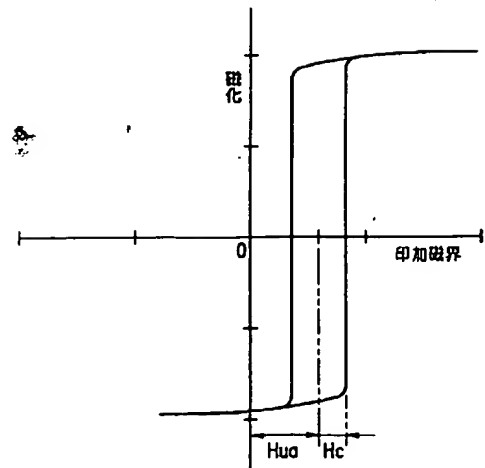
【図 9】



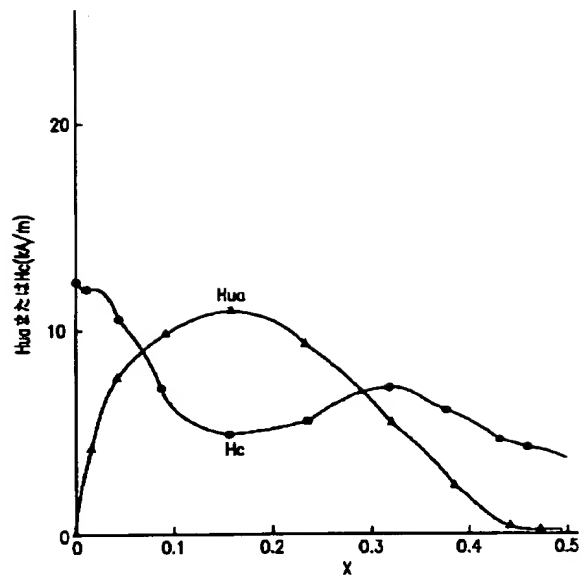
【図 10】



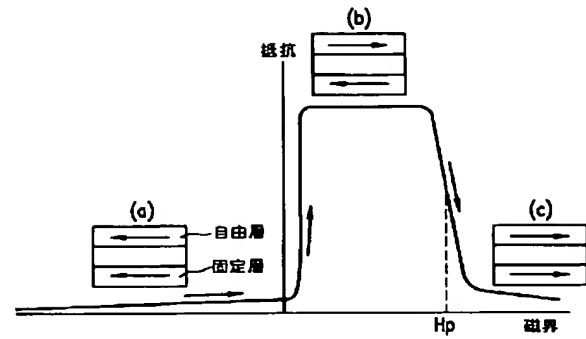
【図 11】



【図 12】



【図 13】



フロントページの続き

(72) 発明者 杉田 康成
大阪府門真市大字門真1006番地 松下電器
産業株式会社内